

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-269564

(43)Date of publication of application : 15.10.1996

(51)Int.Cl. C21D 8/12, C21D 8/02, C22C 38/00, C22C 38/58

(21)Application number : 07-072094 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 29.03.1995 (72)Inventor : SHIMADA TETSUYA

KOYAMA YUJI, TAKAHASHI RYOSUKE, TANAKA IKUO

(54) PRODUCTION OF NONMAGNETIC THICK STAINLESS STEEL PLATE

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a thick austenitic stainless steel plate with 50mm plate thickness in which the magnetic permeability at any location is regulated to  $\leq 1.05$  at a low pressure reduction ratio.

CONSTITUTION: The slab of a  $\gamma$  stainless steel having a compsn. contg. 0.06% C, 2% Si, 5% Mn and 15 to 27% Cr and satisfying  $1.4 \times (\text{Cr equivalent}) - 14 \leq (\text{Ni equivalent}) \leq 1.4 \times (\text{Cr equivalent}) - 10$ ,  $\text{Cr equivalent} = 1.5 \times \text{Si} + \text{Cr} + \text{Mo}$ ,  $\text{Ni equivalent} = 0.5 \times \text{Mn} + 30 \times (\text{C} + \text{N}) + \text{Ni}$  and  $\text{S} + \text{O} - 0.8 \times \text{Ca} - 300 (\text{ppm})$  is subjected to hot forging or hot rolling at  $\leq 1.5$  pressure reduction ratio, is thereafter heated at 1150 to 1300°C for  $t(\text{min}) = 0.002 \times \exp(18000/T)$  or above and is subjected to thick plate rolling and solid solution heat treatment. Thus, the production of the extremely-thick nonmagnetic stainless steel sheet which has been difficult heretofore is made possible.

Copyright (C); 1998,2000 Japanese Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-269564

(43) 公開日 平成8年(1996)10月15日

(51) Int.Cl. <sup>a</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/12			C 2 1 D 8/12	Z
8/02		9270-4K	8/02	D
C 2 2 C 38/00	3 0 2		C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
38/58			38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 1 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平7-72094

(22) 出願日 平成7年(1995)3月29日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 島田 鉄也

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 小山 祐司

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 高橋 良輔

福岡県北九州市戸畑区飛幡町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

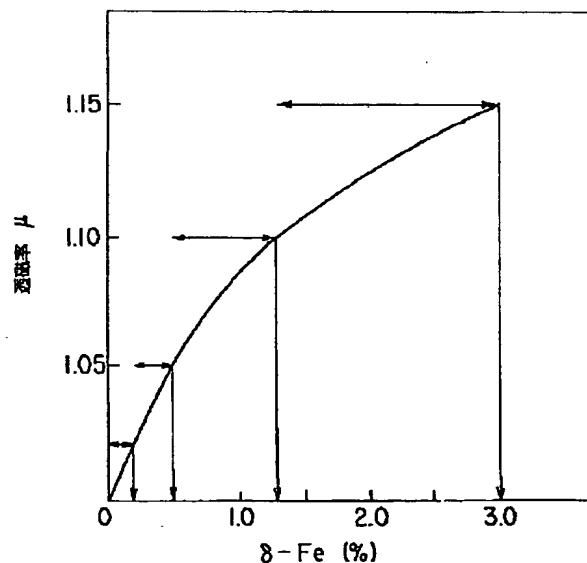
(54) 【発明の名称】 非磁性ステンレス厚鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 いずれの部位においても透磁率が1.05以下である板厚50mm以上のオーステナイト系ステンレス厚鋼板を低圧減比で製造する。

【構成】  $C \leq 0.06\%$ 、 $Si \leq 2\%$ 、 $Mn \leq 5\%$ 、 $Cr: 15 \sim 27\%$ 、 $Ni: 6 \sim 16\%$ 、 $Mo: 0.5 \sim 4\%$ 、 $N \leq 0.30\%$ を含有し、 $1.4 \times Cr \text{ 当量} - 1.4 \leq Ni \text{ 当量} \leq 1.4 \times Cr \text{ 当量} - 1.0$ 、 $Cr \text{ 当量} = 1.5 \times Si + Cr + Mo$ 、 $Ni \text{ 当量} = 0.5 \times Mn + 3.0 \times (C + N) + Ni$ かつ $S + O - 0.8 \times Ca - 3.0 \leq 0$  (ppm)なる $\gamma$ 系ステンレス鋼の铸片に、圧減比1.5以上の熱間鍛造あるいは熱間圧延を施した後、 $1150 \sim 1300^\circ\text{C}$ で、 $t$  (分)  $= 0.002 \times \exp(18000/T)$ 以上加熱し、トータル圧減比が3～5の厚板圧延、固溶化熱処理を行なう。

【効果】 従来は困難であった極厚非磁性ステンレス鋼板の製造が可能となった。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で

C : 0.01~0.06%、

Si : 2.0%以下、

Mn : 5.0%以下、

Ni : 6.0~16.0%、

Cr : 15~27%、

Mo : 0.5~4.0%、

N : 0.01~0.30%を含み、

$$1.4 \times \text{Cr 当量} - 14 \leq \text{Ni 当量} \leq 1.4 \times \text{Cr 当量} - 10$$

但し、

$$\text{Cr 当量} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \times \% \text{Si}$$

$$\text{Ni 当量} = \% \text{Ni} + 30 \times (\% \text{C} + \% \text{N}) + 0.5 \times \% \text{Mn}$$

Mn

$$\text{S (ppm)} + \text{O (ppm)} - 0.8 \times \text{Ca (ppm)} - 30 \leq 0.0 \text{ (ppm)}$$

を満足し、残部がFeおよび不可避不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼を連続製造法により製造したCC鑄片、あるいは造塊法により製造したICインゴットに圧減比1.5以上の熱間加工を施した後、1150~1300℃の温度でt分〔t(分) =  $2 \times 10^{-3} \times \exp(1800/T)$ 、T:温度(K)〕以上の均熱拡散熱処理を施し、鑄片からのトータル圧減比が3.0~5.0の厚板圧延、さらに固溶化熱処理を行なうことを特徴とする板厚50mm以上で透磁率が1.05以下のオーステナイト系ステンレス厚鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、いずれの部位においても透磁率 $\mu$ が1.05以下で板厚50mm以上の非磁性オーステナイト系ステンレス厚鋼板の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性に優れ極低温における磁性が極めて低いことから、核融合炉においてプラズマを閉じこめるヘリカル容器用材料や極低温超伝導磁石を使用するリニアモーターカーの構造部材としても使用され、今後、非磁性鋼としてさらに広く普及することが期待できる。特にヘリカル容器支持構造物は、強度設計上、板厚60~210mmの厚鋼板が多量に必要とされるとともに、その厚鋼板にはヘリカル容器内を飛行する電子軌道の安定性の点から、極低温における非磁性の要求が厳しく、高磁場で使用するため渦電流の発生を防止する上からも、板厚、板幅、長手方向のいずれの部位においても、透磁率 $\mu$ が1.05以下であることが必須となっている(製鐵研究、No. 318, p. 28)。特に板厚方向については、成分の偏析、製造中の熱履歴の不均一が起りやすく、透磁率 $\mu$ の不均一も起りやすい。

【0003】このため、製鐵研究(No. 318, p. 28~33)や特公昭61-30017に記載されているように、従来より製造されている極低温用オーステナイト系ステンレス鋼として、板厚方向の不均一性が比較的少ないことから、板厚が40mm以下の鋼板が用いられている。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】成品の板厚が増大すると、連続製造法によって製造された鑄片(以下、CC鑄片という)、または造塊法によって製造されたICインゴット(以下、IC鑄片という)からのトータル圧減比を十分にとることができない。このためMoを含有するオーステナイト系ステンレス鋼の場合、Moの凝固偏析が十分解消されず、鋼中に残留する $\delta$ フェライト量が増加する。特に、最終凝固部近傍の板厚方向中央部における成分偏析が顕著で、この部分に残留する $\delta$ フェライト量が特に多い。

【0005】このため、従来より非磁性が厳しく要求されるオーステナイト系ステンレス鋼として、板厚方向の成分偏析が解消し $\delta$ フェライトの残留がないように十分な圧減比が確保できる板厚が40mm以下の鋼板が使用されている。しかし最近では、核融合炉等の大型構造部材に非磁性鋼が適用されるようになり、板厚40mmを超えるオーステナイト系ステンレス鋼が要求されるようになってきた。このため、極厚オーステナイト系ステンレス鋼の板厚方向中央部における $\delta$ フェライト量を低減することが必須となっている。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】上記のような現状に鑑み本発明は、重量%として、C : 0.01~0.06%、Si : 2.0%以下、Mn : 5.0%以下、Ni : 6.0~16.0%、Cr : 15~27%、Mo : 0.5~4.0%、N : 0.01~0.30%を含み、

$$1.4 \times \text{Cr 当量} - 14 \leq \text{Ni 当量} \leq 1.4 \times \text{Cr 当量} - 10$$

但し、

$$\text{Cr 当量} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5 \times \% \text{Si}$$

$$\text{Ni 当量} = \% \text{Ni} + 30 \times (\% \text{C} + \% \text{N}) + 0.5 \times \% \text{Mn}$$

$$\text{S (ppm)} + \text{O (ppm)} - 0.8 \times \text{Ca (ppm)} - 30 \leq 0.0 \text{ (ppm)}$$

を満足し、残部が不可避不純物からなるオーステナイト系ステンレス鋼のCC鑄片またはIC鑄片に圧減比1.5以上の熱間鍛造あるいは熱間圧延を施した後、1150~1300℃の温度でt分〔t(分) =  $2 \times 10^{-3} \times \exp(1800/T)$ 、T:温度(K)〕以上の均熱拡散熱処理(以下、SP処理)し、鑄片からのトータル圧減比が3.0~5.0の熱間圧延、そして固溶化熱処理を行なうことを特徴とする板厚50mm以上で透磁率が

1. 05以下のオーステナイト系ステンレス厚鋼板の製造方法である。

【0007】本発明者らは、成分組成を適正範囲に限定するとともに、鋳片に適正な熱間加工およびSP処理を施すことによって、板厚方向中央部における透磁率の増大を抑制することが可能であるとともに、熱間圧延による表面割れも生ずることがないことに着目して、最適な成分組成および製造条件を実験室的に詳細に検討した結果、本発明を成し遂げた。

【0008】図1は、鋼中の $\delta$ フェライト量と透磁率の関係を示している。オーステナイト相は非磁性であるのに対して、 $\delta$ フェライト相は強磁性体であるため、 $\delta$ フェライト量の増加に伴ない透磁率が増加する傾向が認められる。

【0009】一般にオーステナイト系ステンレス鋼は、凝固過程で成分偏析が生じ $\delta$ フェライトを生成するものの、その後の熱間圧延および固溶化熱処理によって成分偏析が解消され、大半の $\delta$ フェライト相は消滅する。

【0010】しかし、厚鋼板を製造する場合、鋳片から最終成品までのトータル圧減率が低いため、偏析成分の拡散が十分に行なわれず、凝固偏析が完全に解消されない。特にMoを含有するオーステナイト系ステンレス鋼の場合、Moが凝固偏析し $\delta$ フェライトが生成しやすいとともに、Moは拡散し難い成分元素であるため、固溶化熱処理後も $\delta$ フェライト相が多量に残留し、透磁率が高くなる。特に、最終凝固部に相当する板厚方向中央部の偏析が著しく、鋳片からのトータル圧減比が低い熱間圧延を施した場合、 $\delta$ フェライト相を大幅に低減することは困難である。

【0011】図2は、CC鋳片(250mm厚)から製造した「 $1.4 \times \text{Cr}$  当量 $-1.4 \leq \text{Ni}$  当量 $\leq 1.4 \times \text{Cr}$  当量 $-1.0$ 」を満足するSUS316厚鋼板(板厚50mm)の板厚方向中央部の $\delta$ フェライト量に及ぼすBD圧延(圧減比:2.0)およびSP処理(1200℃ $\times$ 5h)の効果を示している。鋳片にBD圧延またはSP処理を施さない場合は、熱間圧延および固溶化熱処理を行なった後も、板厚方向中央部に1.0%以上の $\delta$ フェライト相が残留し、透磁率 $\mu$ は、渦電流発生点から限界である1.05をはるかに超える値を示す。なお透磁率 $\mu$ の値は常温でも極低温でもほぼ同じである。従って、本発明では $\mu$ の値を常温で評価した。

【0012】一方、鋳片にBD圧延およびSP処理を施した場合、SP処理後の $\delta$ フェライト量は大きく減少し、熱間圧延および固溶化熱処理によって、さらに $\delta$ フェライト量が減少することが判明した。その結果、透磁率 $\mu$ は1.05以下となり、要求特性を満足する。ここで、Cr当量は $\delta$ フェライト相の生成を促進する随伴元素の効果をCrの効果に換算した等量、Ni当量は $\gamma$ 相の安定化を促進する随伴元素の効果をNi効果に換算した等量を示すものである。

【0013】しかしながら、図3に示すように「Ni当量 $\geq 1.4 \times \text{Cr}$  当量 $-1.4$ 」を満足しない場合、鋳片に、いくらBD圧延およびSP処理を施しても、0.5%以上の $\delta$ フェライト相が残留し、透磁率 $\mu \leq 1.05$ の条件を満足しないことが明らかとなった。この結果から、板厚50mm以上のオーステナイト系ステンレス鋼極厚板で透磁率 $\mu$ を1.05以下にするためには、「 $1.4 \times \text{Cr}$  当量 $-1.4 \leq \text{Ni}$  当量」の条件を満足させるとともに、鋳片にBD圧延およびSP処理を施すことが必須であることを見出した。

【0014】一方、オーステナイト系ステンレス鋼において、 $\delta$ フェライト量を低減させると、熱間圧延において鋼板表面割れが多発し、鋼板の表面品質を著しく損なうという問題が発生する。しかし、図4に示すように、「Ni当量 $\leq 1.4 \times \text{Cr}$  当量 $-1.0$ 」を満足し、さらに例えば製鉄研究No. 333p. 1~p. 8に開示されているステンレス鋼の割れ感受性指標(以下、PV値) $= S(\text{ppm}) + O(\text{ppm}) - 0.8 \times C a(\text{ppm}) - 30$ を0.0(ppm)以下とすることによって表面割れを回避できる。

【0015】以上の知見に基づいて、板厚50mm以上のオーステナイト系ステンレス厚鋼板を製造すると、図5に示すように、従来の製造方法の場合、透磁率 $\mu \leq 1.05$ の鋼板を製造するには鋳片からのトータル圧減比が5.0を超えることが必須であった。しかし、本発明によってトータル圧減比が5.0以下でも、透磁率 $\mu \leq 1.05$ の厚鋼板の製造が可能となった。

【0016】次に、本発明の限定範囲について述べる。C:構造部材としての強度を保つ上で必要な元素であるため、0.01%以上添加する必要があるが、過剰に含有すると溶接熱影響部の耐粒界腐食性が著しく低下することから、上限を0.06%とした。

【0017】Si:製鋼時に脱酸剤として機能させるほか、固溶強化によって強度を増大させるために添加する元素であるが、過剰に含有すると凝固時にN成分固溶量を減少させ、溶接時の高温割れを誘発するため、その上限を2.0%とした。

【0018】Mn:製鋼時に脱酸剤として機能させるほか、Nの溶解度を増加させる元素であるが、過剰に含有すると鋼板の耐食性、熱間加工性を損なうため、その上限を5.0%とした。

【0019】Cr:ステンレス鋼の表面に不働態皮膜を生成させて耐食性を向上させる基本元素であり、優れた耐食性を得るためには、少なくとも15%以上の含有が必要である。しかし、過剰に含有すると透磁率の増減に影響のある高温における $\delta/\gamma$ 相バランスを損なうとともに、FeCr金属間化合物である $\sigma$ 相が析出し、靱性が著しく劣化することから、その上限を27%とした。

【0020】Ni:オーステナイト系ステンレス鋼の基本元素であり、優れた耐食性とオーステナイト組織を得

るためには6%以上の含有が必要である。しかし、過剰に含有すると、溶接時の溶接割れ、熱間加工性の低下等を生じるので、その上限を16%とした。

【0021】Mo：耐食性の向上に極めて有効な元素であり、孔食の発生を抑制する作用を有するため、下限を0.5%とした。しかし、多量に添加すると合金コスト高騰を招くのみならず、 $\sigma$ 相を生成しやすくなり衝撃靱性や耐食性の劣化を引き起こすことから、上限を3%とした。

【0022】N：主要な侵入型固溶強化元素であり、構造部材としての強度を保つ上で必要な元素である。しかし、過剰に含有すると熱間加工性が低下するとともに、凝固時、溶接部にブローホールが発生しやすくなるので、その上限を0.3%とした。

【0023】SおよびO成分は、ステンレス鋼板の熱間圧延時の表面割れを発生させる元素であり、含有量は少ない方がよい。またCaを添加することでSおよびOを固定することが可能である。このS、O、Caの含有量は、「 $S(\text{ppm}) + O(\text{ppm}) - 0.8 \times Ca(\text{ppm}) - 30 \leq 0(\text{ppm})$ 」を満足するように調整する。

【0024】本発明では、CC鑄片あるいはIC鑄片に圧縮比が1.5以上の熱間鍛造あるいは熱間圧延の熱間加工を施す。これは、SP処理を行なう前に鋼塊に加工を加えて、後のSP処理で成分元素の拡散が促進されることを狙いとする。このときの、熱間鍛造あるいは熱間圧延は、できるだけ950℃以下の温度範囲で行なうことが望ましい。

【0025】さらに本発明では、厚板圧延を行なう前のBDスラブ1150～1300℃の温度範囲で $t(\text{分}) = 2 \times 10^{-3} \times \exp(18000/T)$ 以上のSP処理を施すことを特徴としている。 $\delta$ フェライト相の消滅は、拡散に起因するものであり、なるべく高温であることが望ましいことから、SP処理温度は1150℃を下限とした。しかし、1300℃を超えて加熱すると、著

\*しい結晶粒の成長を起こし強度低下を招くことから、上限を1300℃とした。SP処理の加熱保持時間は、短かすぎると図5に示すように十分に $\delta$ フェライトが消滅せず、透磁率 $\mu$ が1.05以上となることから、加熱保持時間は $t(\text{分}) \geq 2 \times 10^{-3} \times \exp(18000/T)$ を満足することが必要である。ここで、TはSP処理温度(K)である。

【0026】先に述べた図1から透磁率 $\mu = 1.05$ に対応する $\delta$ フェライト量(%)は、0.5%である。図6は、 $\delta$ フェライト量(%)とSP処理温度と時間との関係を示したものであるが、「 $T \times \ln(50 \times t) \times 10^{-3} \geq 1.8$ 」を満足する範囲で、透磁率 $\mu \leq 1.05$ を満足する。この式を数学的に単純に変形すると「 $t \geq 2 \times 10^{-3} \times \exp(18000/T)$ 」となる。なお、ここに述べたSP処理とは、通常熱間圧延前に行なわれる加熱処理と異なり、鋼中成分の拡散による組織均質化を目的としており、高温で長時間の熱処理のことであり、熱延加熱処理とは別途行なわれる熱処理である。

【0027】

【実施例】表1に示す化学組成を有する供試鋼を電気炉にて溶製した後、鋼Aおよび鋼C～Eはスラブ厚250mmの連続鑄造モールドに鑄込み、鋼Bは25tonの偏平鑄型に鑄込み、それぞれ鑄片とした。鋼Bの鑄片には熱間鍛造を施し、板厚370mmの鑄片(スラブ)とした。これらの鋼塊に表2に示す条件でSP処理を施した後、厚板圧延(熱間圧延)を施し板厚50～200mmの厚鋼板とした。ここで均熱拡散熱処理の計算時間とは、 $t = 2 \times 10^{-3} \times \exp(18000/T)$ を満足する時間である。また、厚板圧延時に発生した鋼板表面の割れの観察結果を表示した。さらに、この厚板圧延後の鋼板に表2に示す固溶化熱処理条件で熱処理を施し、板厚方向中央部における透磁率の測定結果を示した。

【0028】

【表1】

鋼	(mass%)								(ppm)					
	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	N	Ca	O	PV値	Cr当量	Ni当量	1.4-Cr
A	0.0396	0.585	0.76	0.0004	17.12	10.98	2.35	0.0689	17	14	-16	20.35	14.66	13.83
B	0.0421	0.612	0.75	0.0005	16.85	12.13	2.52	0.0705	14	25	-11	20.29	15.81	12.60
C	0.0368	0.632	0.76	0.0004	17.29	10.90	2.27	0.0618	16	22	-17	20.81	14.23	14.90
D	0.0352	0.651	0.77	0.0007	17.23	11.12	2.37	0.0712	18	21	-16	19.78	17.99	9.67
E	0.0523	0.573	0.78	0.0012	16.51	13.42	2.15	0.0871	15	32	2	19.95	15.88	13.05

【0029】

【表2】

No	鋼	鋳片	BD圧延 熱間鍛造 圧減比	SP処理条件			板厚 (mm)	トータル 圧減比	固溶化熱処理条件		圧延表面 割れ有無	透磁率 $\mu$	備考
				温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	時間 (分)	計算 (分)			温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	在炉時間 (分)			
1	A	250mm CC	1.8	1150	720	623	50	5.0	1100	45	○	1.02	本 発 明 法
2	A	250mm CC	1.8	1250	300	271	50	5.0	1100	45	○	1.03	
3	A	250mm CC	1.8	1250	600	271	75	3.9	1100	45	○	1.02	
4	B	15ton IC	1.9	1250	300	271	120	4.6	1100	75	○	1.02	
5	B	25ton IC	2.0	1250	300	271	150	4.9	1100	100	○	1.03	
6	B	25ton IC	2.0	1250	300	271	200	3.7	1100	120	○	1.04	
7	A	250mm CC	1.8	処理なし			50	5.0	1100	45	○	1.12	比 較 法
8	A	250mm CC	-	1250	300	271	50	5.0	1100	45	○	1.11	
9	B	25ton IC	2.0	処理なし			200	3.7	1100	120	○	1.08	
10	C	250mm CC	1.8	1250	300	271	50	5.0	1100	45	○	1.09	
11	C	250mm CC	1.8	1250	420	271	50	5.0	1100	45	○	1.10	
12	D	250mm CC	1.8	1250	300	271	50	5.0	1100	45	×	1.02	
13	E	250mm CC	1.8	1250	300	271	50	5.0	1100	45	×	1.02	

【0030】本発明の成分組成の鋼を、本発明の製造方法によって製造した板厚50mm以上のNo. 1～6の厚鋼板は、厚板圧延の際に表面割れを生ずることなく、固溶化熱処理後の板厚方向中央部における透磁率も1.05以下である。一方、本発明の成分組成ではあるが、厚板圧延前にBD圧延またはSP処理を施さなかったNo. 7, 8, 9の厚鋼板は、板厚方向中央部における透磁率 $\mu$ が1.05を超えることがわかる。

【0031】また、Ni当量が本発明の成分組成より低い鋼Cを本発明方法で製造したNo. 10, 11の厚鋼板は、圧延の表面割れは発生しなかったものの、板厚方向中央部における透磁率 $\mu$ が1.05を超えることがわかる。Ni当量が本発明の成分組成より高い値の鋼Dを本発明方法で製造したNo. 12の厚鋼板は、板厚方向中央部における透磁率 $\mu$ が1.05以下であるものの、厚板圧延の際に著しい表面割れが発生した。また、PV値が本発明の対象より高い鋼Eを本発明方法で製造したNo. 13の厚鋼板も、No. 11の厚鋼板と同様に厚板圧延において著しい表面割れが発生した。

【0032】以上の実施例からも明らかなように、本発明は成分組成と製造条件が密接に関連し、 $\delta$ フェライト相の低減が透磁率の低減に対して効果的に作用し、従来方法ではその製造が極めて困難であると考えられていた非磁性のオーステナイト系ステンレス厚鋼板の安定的な製造が可能となった。

【0033】

【発明の効果】本発明によって、板厚方向中央部における透磁率が1.05未満で板厚50mm以上のオーステナイト系ステンレス厚鋼板を低圧減比で製造することが可能となった。また本技術により、CC鋳片を用いて、板厚50mm以上の厚鋼板の製造が可能となった。このため、IC鋳片を用いて製造した場合に比べて、著しい歩留り向上がなされるとともに、製造工程の簡略化が可能となり、消費エネルギーおよび労力の大幅な低減が可能となった。また、IC鋳片を用いて製造した場合、従来より製造可能な成品板厚よりも、より厚い鋼板の製造が可能となった。これらの改善によってもたらされる、産業上の意義は極めて多大なものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】鋼中の $\delta$ フェライト量と透磁率の関係を示す図。

【図2】板厚方向中央部の $\delta$ フェライト量に及ぼすBD圧延（圧減比：2.0）およびSP処理（1200 $^{\circ}\text{C}$ ×5h）の効果を示す図。

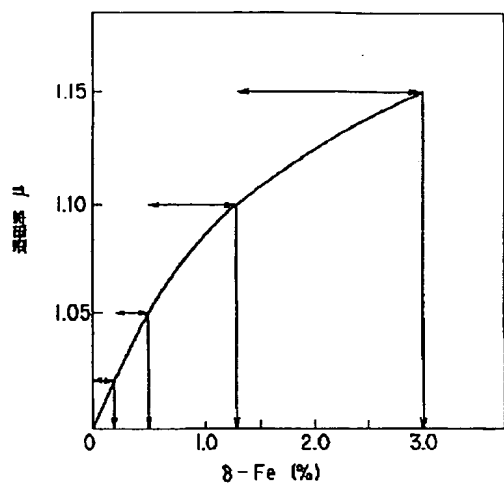
【図3】Ni当量に及ぼす $\delta$ フェライト量とBD圧延およびSP処理との関係を示す図。

【図4】Ni当量とPV値との関係を示す図。

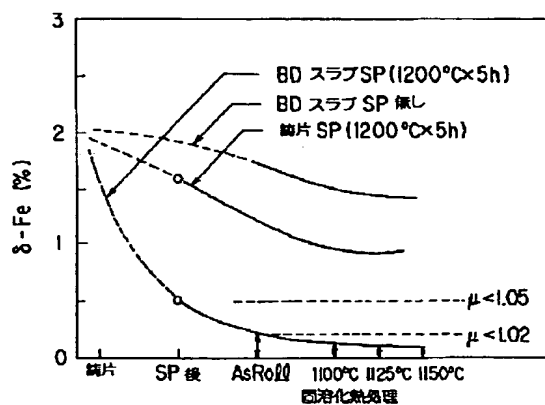
【図5】成品板厚方向中心部の透磁率と鋳片からのトータル圧減比との関係を示す図。

【図6】 $\delta$ フェライト量（%）とSP処理温度と時間との関係を示す図。

【図 1】

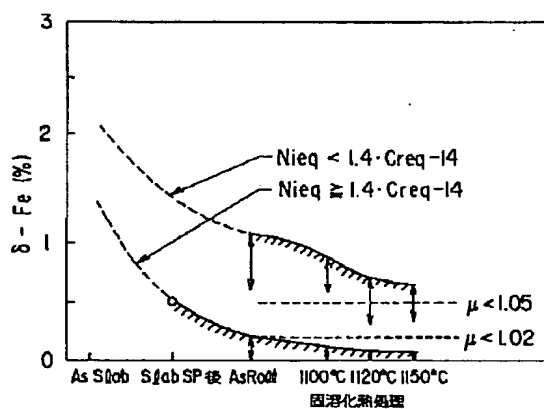


【図 2】

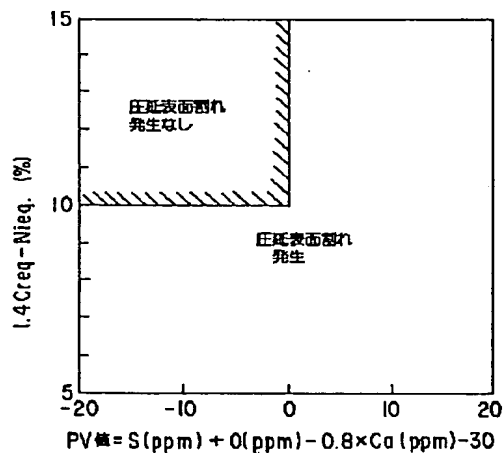
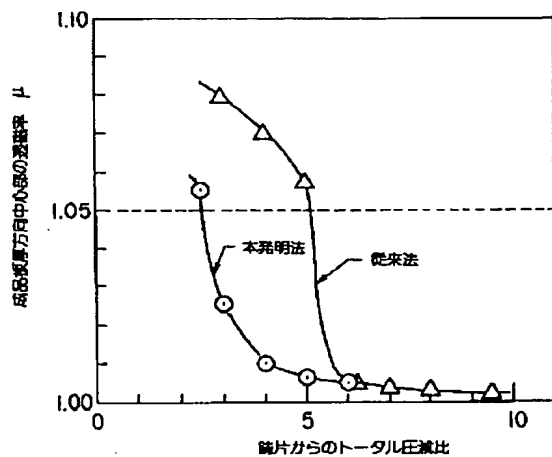


【図 4】

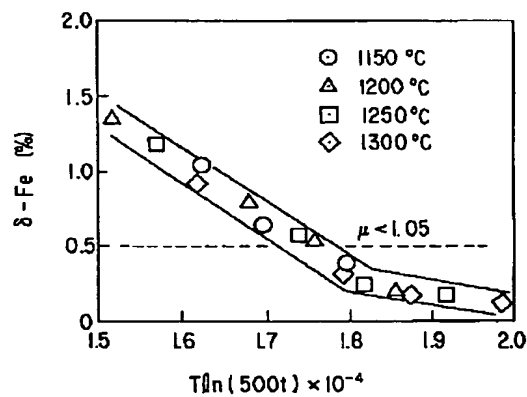
【図 3】



【図 5】



【図 6】



フロントページの続き

---

(72)発明者 田中 郁雄  
福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1 番 1 号 新  
日本製鐵株式会社八幡製鐵所内